第29卷 第3期
2015 年 3 月

材 料 研 究 学 报
CHINESE JOURNAL OF MATERIALS RESEARCH

Vol. 29 No. 3
March 2015

卷取温度对大变形(B+M/A)X80管线钢组织和性能的影响*

马 晶 张骁勇 程时遐 高惠临

(西安石油大学材料科学与工程学院 西安 710065)

摘 要 通过卷取连续HOP(heating on-line partitioning)技术, 使X80管线钢获取了(B+M/A)复相组织和大变形性能。采用力学性能测试、显微分析和X射线衍射方法研究了在不同卷取温度条件下(B+M/A)X80管线钢的组织演变规律, 分析了显微组织对其力学性能的影响。结果表明, 随着卷取温度的升高, 贝氏体的含量和位错密度减小, 残余奥氏体含量增加, 导致材料强度降低和塑性增加。在高的卷取温度条件下, 碳化物的析出和残余奥氏体的分解是材料强度增加和塑性减小的显微组织因素。在一定卷取温度下, 实验钢有低的屈强比、高的均匀伸长率和高的形变强化指数, 符合大变形管线钢的技术要求。

关键词 金属材料, (B+M/A)X80大变形管线钢, 卷取连续配分, 卷取温度, 组织性能

分类号 TG142.1 文章编号 1005-3093(2015)03-0185-010

Effect of Coiling Temperature on Microstructure and Mechanical Properties of (B+M/A) X80 Pipeline Steel with Excellent Deformability

MA Jing** ZHANG Xiaoyong CHENG Shixia GAO Huilin

(School of Materials Science and Engineering, Xi'an Shiyou University, Xi'an 710065, China)

*Supported by National Natural Science Foundation of China No.51174165, Special Project on Important Discipline of Shaanxi Province No. YS37020203, and Natural Science Fund of Shaanxi Province No. 2014JM6232.

Manuscript received June 17, 2014; in revised form September 25, 2014.

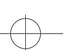
**To whom correspondence should be addressed, Tel: 18066758505, E-mail: majingjing1008@163.com

ABSTRACT High deformability X80 pipeline steel with microstructure composed of bainite and martinsite/austenite (B+M/A) can be obtained through the coiling continuous partitioning process. Effect of coiling temperature on the microstructure evolution and mechanical performance of the (B+M/A) X80 pipeline steel was studied by means of microscopic analysis, X-ray diffraction and mechanical property tests. The results show that with the increasing coiling temperature, the strength of the steel decreases and the ductility increases because of the decrease amount of bainite and dislocation density, as well as the increase amount of retained austenite. By a high coiling temperature, both of the precipitation of carbides and the decomposition of retained austenites result in the increase of strength and the decrease of plasticity. With a process by proper coiling temperature, the produced steel with such (B+M/A) dual-phase structure may exhibit a comprehensive mechanical performance with such as lower ratio of yield to strength, higher uniform elongation and strain hardening index, which meets the technical requirements of high deformability pipeline steel.

KEY WORDS metallic materials, (B+M/A) X80 pipeline steel with excellent deformability, the coiling continuous partitioning process, coiling temperature, microstructure and properties

随着对石油和天然气需求的日益增加, 油气开采运输逐渐向偏远和环境恶劣的地区延伸。长距离输送的油气管道不可避免会穿越活动断裂带、地震多发区、多年冻土带、疏松黄土区等地质活动复杂区域。在移动地层作用下, 管道会因外部非正常载荷干扰而产生屈曲和延性断裂等大变形失效[1-6]。为了增加长输管线体系在大变形情况下的安全性, 近年来除铁素体+贝氏体(F+B)双相钢外, 一种新型的以得到贝氏体+马氏体/奥氏体(B+M/A)复相组织的在线配分(Heating on-line partitioning, HOP)工艺得到

* 国家自然科学基金51174165, 陕西省重点学科专项资金YS37020203和陕西省自然科学基金2014JM6232资助项目。
2014年6月17日收到初稿; 2014年9月25日收到修改稿。
本文联系人: 马 晶



广泛的关注, 成为一个新的研究方向。

HOP技术是本世纪初由日本JFE公司开发出的一种新的工艺方法[1-3]。采用HOP工艺, 管线钢板加速冷却至贝氏体转变温度区间的某一温度下终止冷却, 使部分未发生相变的过冷奥氏体保留。然后应用在线加热装置加热至某一配分温度保温, 使贝氏体中的碳扩散配分至未转变的奥氏体。富碳的过冷奥氏体在随后的冷却过程中大多未发生转变, 少量转变为马氏体, 形成细小均匀的M/A组元。经HOP处理后钢的微观组织为(B+M/A)。这种(B+M/A)复相组织使得管线钢屈强比明显低于普通管线钢, 而均匀伸长率和形变强化指数明显高于普通管线钢, 因而满足大变形管线钢的要求。

然而, 应用上述HOP工艺, 必须在加速冷却的生产线上配备加热装置, 从而增加了生产难度和产品成本。鉴于此, 基于这种加热等温HOP工艺, 新近开发了一种新的卷取连续HOP技术[7, 8], 即利用管线钢在卷取冷却过程中的余热进行非等温的卷取连续冷却配分, 使管线钢获得(B+M/A)复相组织和良好的塑性变形能力。本文以X80管线钢为研究对象, 探讨管线钢卷取连续HOP技术的原理, 揭示不同卷取温度HOP下的组织转变规律和性能特征, 为大变形管线钢的组织控制和性能优化提供依据。

1 实验方法

实验材料为一种微合金化X80管线钢, 板厚为18.4 mm, 化学成分如表1所示。经测定, 实验钢的贝氏体转变开始温度B_s为690℃, 转变终止温度B_f为336℃。

本文所研究的(B+M/A)复相组织通过卷取连续HOP技术获得。如图1所示, 实验钢在920℃奥氏体化后, 以30℃/s的冷却速度冷却到B_s~B_f间不同的卷取温度(380℃、410℃、440℃、470℃、500℃)终止, 使部分未发生相变的过冷奥氏体保留, 产生适量的贝氏体和奥氏体。随后以卷取冷却速率(0.68℃/s)进行缓慢冷却的连续配分处理。在低于卷取温度的缓慢冷却连续配分过程中, 贝氏体中的碳向奥氏体扩散, 使未转变的奥氏体富碳, 以提高奥氏体的稳定性。其中, 稳定性差的奥氏体在继续冷却中转变为M, 部分稳定性好的奥氏体保留至室温, 形成M/A组元。因而经卷取连续HOP处理后, 实验钢的最终组织为(B+M/A)复相组织[7, 8]。在这种卷取连续HOP工艺中, 卷曲温度是一个重要的工艺参数。首先, 卷曲温度起到终冷温度的作用, 决定着配分前贝氏体和奥氏体的比例。其次, 卷曲温度作为起始配分温度, 影响着卷曲连续冷却过程中最终的配分效果。在等温加热HOP工艺中, 终冷温度和配分温度均可独立控制。而在卷取连续HOP工艺中, 终冷温度和配分温度均由卷曲温度所控制。已有的研究结果表明[7-11], 卷取连续冷却的余热足以保证碳自贝氏体向奥氏体的扩散, 可满足在卷取过程中产生(B+M/A)复相组织的要求。图1是卷取连续HOP的工艺曲线和参数, 实验在Gleeble-3500热模拟实验机上进行。

卷取连续HOP试样尺寸分别为ϕ11 mm×80 mm和11 mm×11 mm×60 mm, 均为横向试样, 取于板厚中部。HOP实验后, 将试样分别加工成ϕ10 mm×65 mm的拉伸试样和10 mm×10 mm×55 mm的Charpy冲击试样, 进行力学性能测试。拉伸实验在MTS-880型万能实验机上进行, 实验标准为ASTM A370; 冲击实验在JBC-300电子测力冲击试验机上进行, 实验标准为ASTM E23。

显微组织分析试样经磨制和抛光后以3%硝酸酒精溶液进行腐蚀, 在JSM-6390A型扫描电镜上进行测试。TEM试样经机械减薄至50 μm后, 在双喷电解装置上以10%高氯酸＋90%醋酸溶液双喷, 在JEM 200CX型透射电镜上进行测试。利用DMAX 2500PC-X射线衍射仪(XRD)进行相组成分析, Cu靶, 步宽

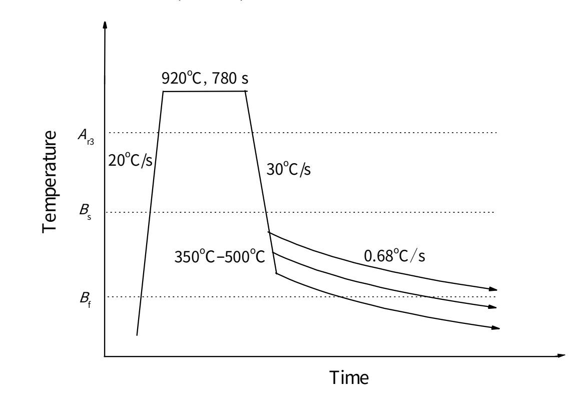


图1 卷取连续HOP工艺示意图

Fig.1 Schematic of the simulation coiling continuous process

表1 X80实验钢的化学成分

Table 1 Chemical composition of X80 experimental steel (mass fraction, %)

C	Si	Mn	P	S	B	Al	Mo	Cr	Ni	Cu	V	Nb	Ti
0.049	0.23	1.80	0.011	0.0025	<0.0001	0.027	0.28	0.018	0.25	0.17	0.0069	0.064	0.013

0.02°, 电压 40 V, 电流 150 mA, 试验角度范围 40°–95°, 速度 4°/min, 精确测得衍射角 2θ和积分强度 I, 并按照 GB/T8362-87 计算残留奥氏体体积分数。

2 结果与讨论

2.1 强塑性

图2是X80实验钢在不同卷取温度下的应力-应变曲线。如图所示, 经不同卷取温度处理的X80管线钢应力-应变曲线具有以下特征: 应力-应变曲线均呈现圆屋顶型(round house type), 曲线平滑, 具有高的应变硬化倾向, 表现为材料高的形变强化能力; 最大载荷附近有一个平坦区, 覆盖了较大的应变范围, 表明材料有大的均匀形变能力。

实验钢经不同卷取温度连续HOP处理后的强塑性变化如图3所示。由图3可见, 随着卷取温度的升高, 实验钢的屈服强度和抗拉强度呈现逐渐下降的趋势, 在较高卷取温度下, 抗拉强度有所增加。与此相反, 均匀伸长率和断后伸长率随着卷取温度的升高而增加, 在较高卷取温度下, 断后伸长率有所下降。

经不同卷取温度HOP处理后实验钢的大变形特征参数如表2所示。从表2看出, 在不同卷取温度下, 屈强比小于0.80, 均匀伸长率大于9%, 形变强化指数大于0.11, 表现了较好的塑性水平, 符合大变形管线钢的技术要求[3,5,7]。

2.2 冲击韧性试验

实验钢X80经不同卷取温度HOP处理后的冲击韧性实验结果如图4所示。

由图4可见, 随着卷取温度的上升, 冲击韧性值的变化范围仅在2%–5%之间, 且在不同卷取温度下, 实验钢X80的冲击韧性值均大于340 J, 有较高的韧性水平, 表明在线卷取配分处理对管线钢的韧

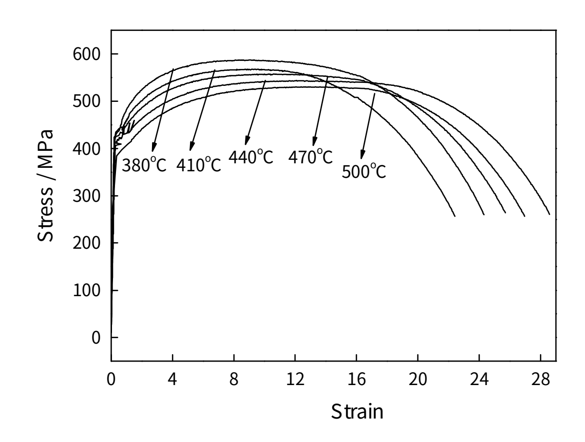
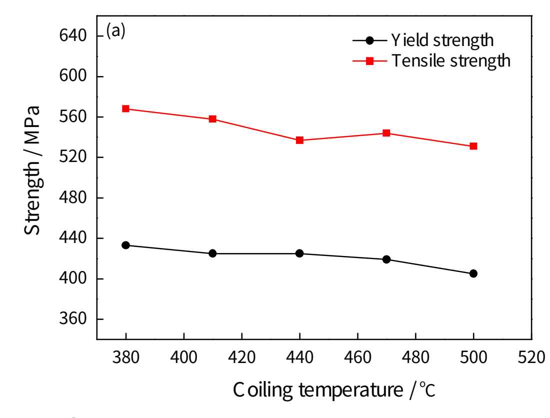


图2 不同卷取温度下X80的应力-应变曲线

Fig.2 Stress-strain curves of the X80 experimental steel at different coiling temperatures



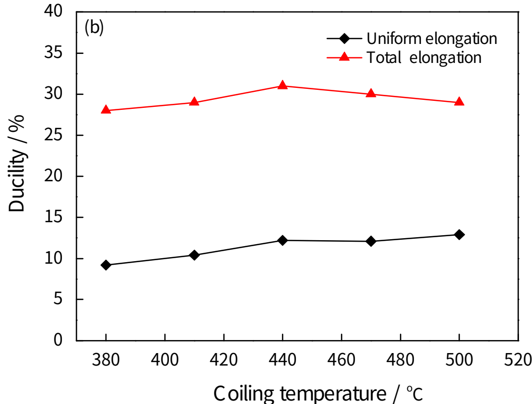


图3 X80实验钢的强塑性与卷取温度的关系

Fig.3 Tensile properties of the X80 experimental steel at different coiling temperatures, (a) strength, (b) ductility

表2 实验钢在不同卷取温度下的屈强比、均匀伸长率和形变强化指数

Table 2 The yield ratio ($R_{t0.5}/R_m$), uniform elongation (UA) and strain hardening index (n) of the X80 steel at different coiling temperatures

Coiling temperature/℃	380	410	440	470	500
$R_{t0.5}/R_m$	0.76	0.76	0.79	0.77	0.76
UA/%	9.2	10.4	12.2	12.1	12.9
n	0.14	0.13	0.12	0.14	0.16

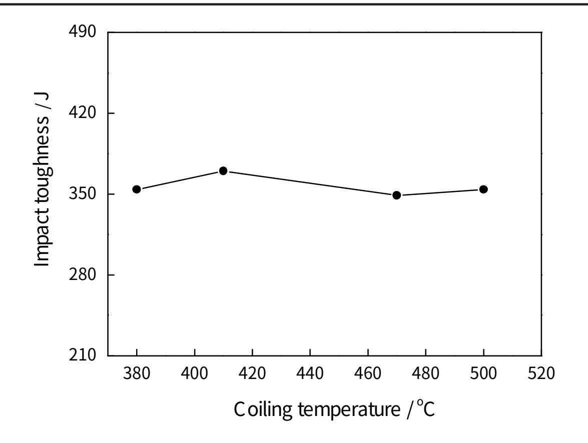
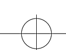


图4 不同卷取温度下X80实验钢的冲击韧性

Fig.4 Impact toughness of the X80 experimental steel at different coiling temperatures



性有积极作用。

2.3 显微组织的一般特征

经不同卷取温度HOP后, X80管线钢组织的SEM像如图5所示。由图可见, 在不同卷取温度下, 实验钢均为(B+M/A)复相组织。其中深灰色的基体为贝氏体, 分布在贝氏体基体或之间的亮白色区域为M/A[12, 13]。由于终冷温度和配分温度均由卷取温度所控制, 经不同卷取温度处理后(B+M/A)两相比例不同, 即贝氏体和M/A的组织含量发生变化。在卷取温度较高时, 可以观察到基体中碳化物的析出, 高的放大倍数下, 碳化物较为明显, 其形态如图6所示。

2.4 精细组织结构及其对性能的影响

利用管线钢板的卷取余热进行非等温连续冷却配分使X80管线钢获取了复相组织(B+M/A), 其中碳配分的终冷温度和配分温度均由卷取温度来表征和控制。因此, 卷取温度不仅决定了实验钢在配分前的贝氏体和奥氏体含量, 而且影响着碳原子在连续冷却过程中的配分效果。同时, 随着卷取温度的变化, 贝氏体和M/A的形态、亚结构以及M/A中的残余奥氏体发生变化, 从而影响了实验钢的力学性能。

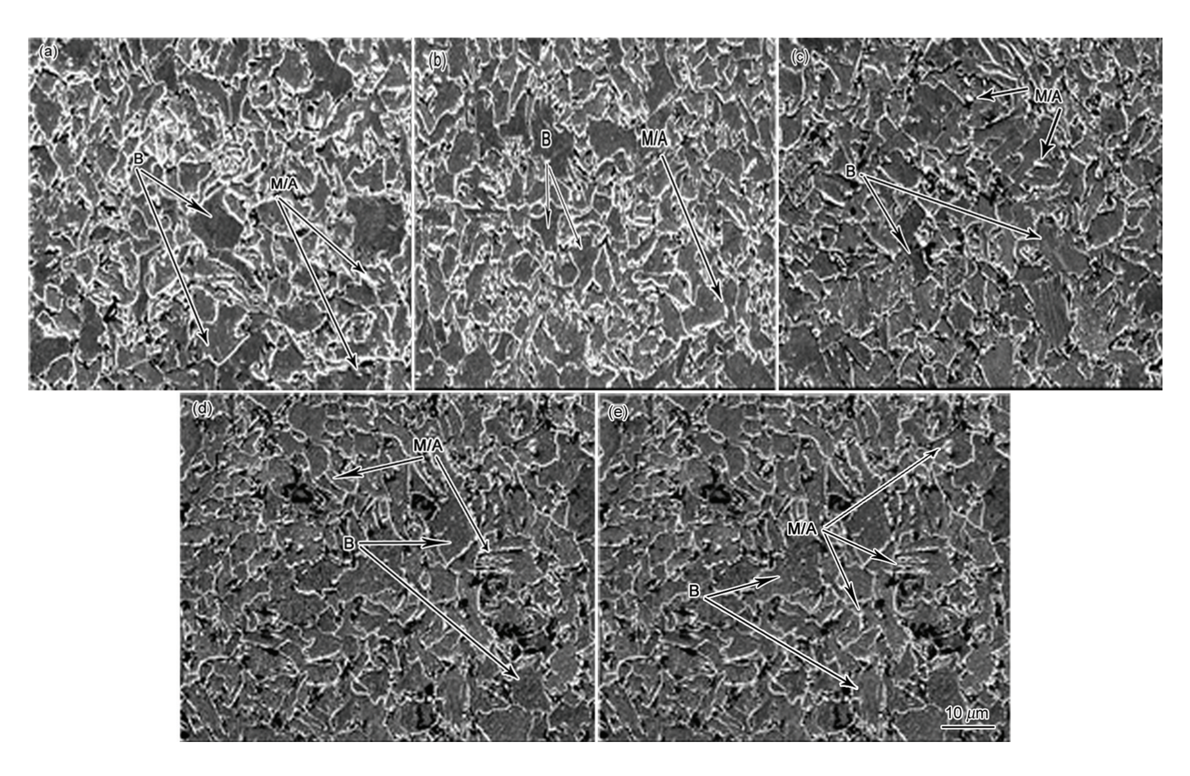


图5 不同卷取温度下X80实验钢组织的SEM像

Fig.5 SEM images of X80 experimental steel at different coiling temperature, (a) 380℃, (b) 410℃, (c) 440℃, (d) 470℃, (e) 500℃

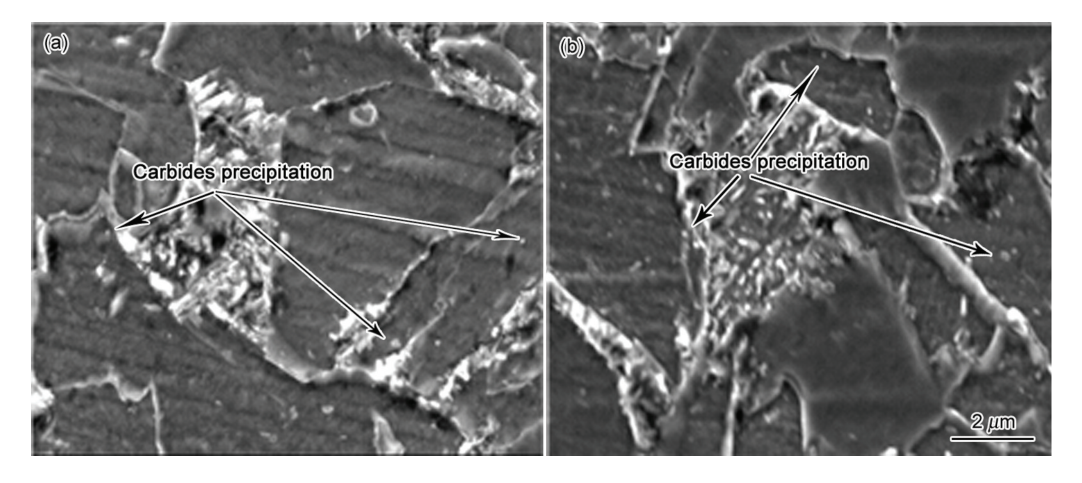


图6 X80碳化物的析出

Fig.6 TEM images of carbide precipitation at higher coiling temperature, (a) 470℃, (b) 500℃

2.4.1 贝氏体　实验钢经卷取连续HOP后获得(B+M/A)复相组织, 其中不同卷取温度下贝氏体所呈现的形态对材料的力学性能有重要影响。卷取温度对X80管线钢贝氏体形态的影响如图7所示。在低的卷取温度下, 因转变温度趋于贝氏体转变终点, 贝氏体在较低的温度下形成, 因而贝氏体板条细小、呈多位向分布。随卷取温度提高, 贝氏体转变温度升高, 导致贝氏体板条宽化[10-14]。

如图8所示, 在卷取过程中, 贝氏体的位错组态也发生重要变化。因贝氏体的比容大于奥氏体, 在低的卷取温度下, 切变和体积膨胀作用使贝氏体内形成大量可移动位错, 高密度的位错在基体内部形成缠结(图8a)。随着卷取温度的升高, 贝氏体转变温度升高, 且由于扩散配分至未转变奥氏体中的碳增加, 贝氏体内碳的固溶度减少, 导致贝氏体位错密度降低。在更高的卷取温度下, 贝氏体基体在缓慢冷却过程中发生回火, 位错恢复而形成胞状结构, 从而使位错密度进一步降低(图8b)。由上述分析可

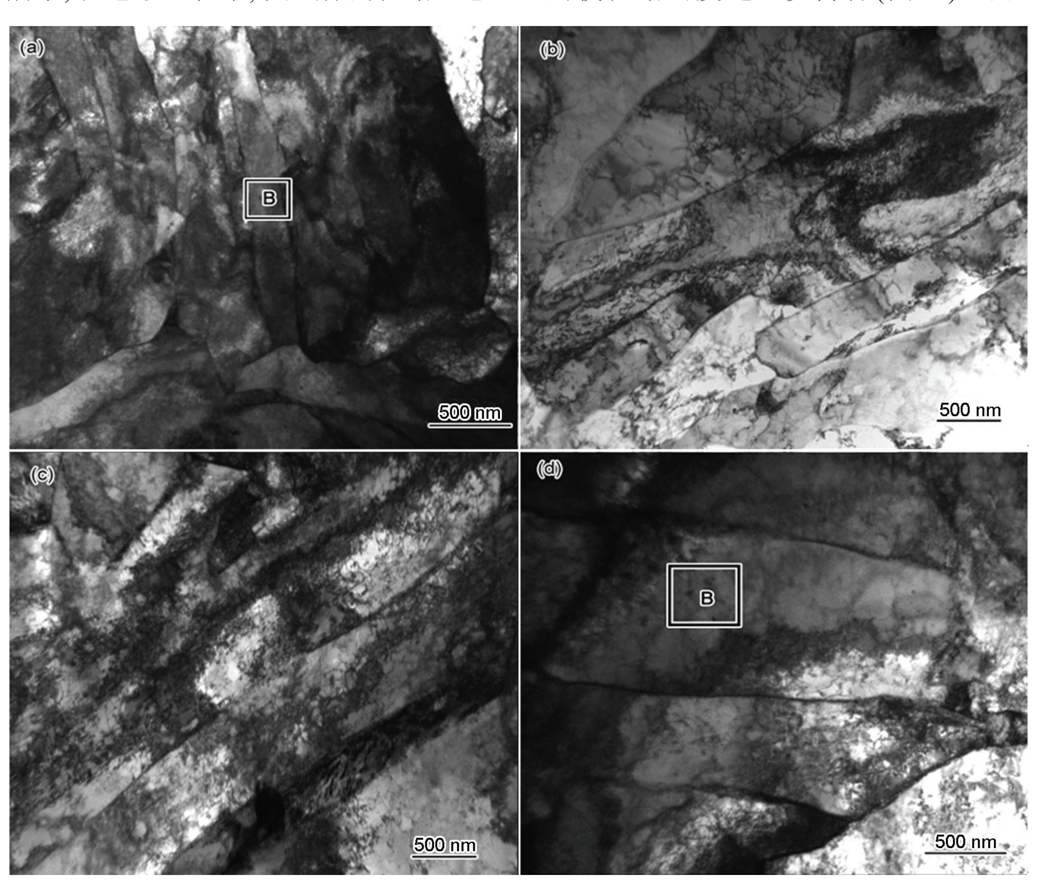


图7 典型卷取温度下的贝氏体的TEM像

Fig.7 TEM images of bainite at typical coiling temperatures, (a) 380℃, (b) 410℃, (c) 440℃, (d) 500℃

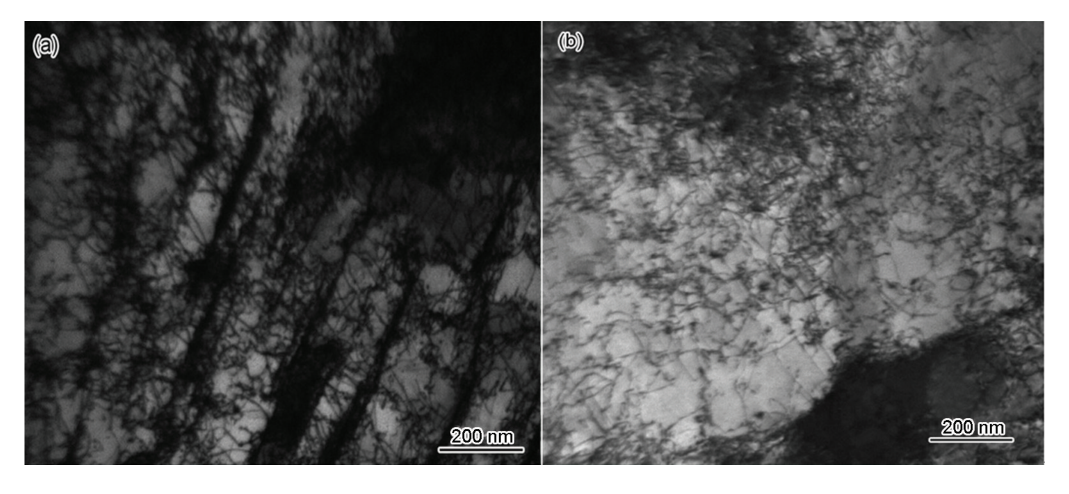
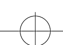


图8 典型卷取温度下的贝氏体的高倍TEM像

Fig.8 Enlarged TEM images of bainite at typical coiling temperature, (a) 380℃, (b) 500℃



知, 随卷取温度的升高, 贝氏体基体的变化包括板条的宽化和位错密度的降低, 这些均导致实验钢强度降低。

实验钢在不同卷取温度下力学性能的变化不仅受贝氏体形态和位错密度变化的影响, 还与贝氏体的含量相关。研究表明[14-16], 随着贝氏体含量增加, 实验钢强度上升, 塑性下降。其中贝氏体含量主要由卷取温度决定, 采用GB/T 1547-2008中的网格数点法, 利用Office软件对M/A组元含量进行测量, 从而得到不同卷取温度所形成的贝氏体含量, 见表3。由表可见, 随卷取温度的升高, 贝氏体的含量减少, 从而导致材料的强度降低, 塑性增加。

在卷取连续HOP处理时, 碳原子的配分和碳化物的析出降低了贝氏体基体中的碳含量, 导致碳的固溶强化效果下降, 贝氏体晶格畸变减小, 同时相变应力也得到消除。作为基体的贝氏体被软化, 所以随着卷取温度的升高, 材料的屈服强度呈逐渐下降的趋势(图3), 而抗拉强度在较高卷取温度(470℃)时有上升的趋势。这是由于卷取温度较高时, 碳化物析出明显, 如图9所示。管线钢是一种Nb、V、Ti微合金化钢, 由于Nb、V、Ti为强碳化物形成元素, 在高温配分过程中可析出合金碳化物, 这种细小弥散分布的碳化物增强了对位错的钉扎, 产生沉淀强化作用, 使得强度有所升高[4, 7-9, 15-16]。继续提高卷取温度, 由于碳化物的粗化, 这种沉淀强化的作用减弱。

2.4.2 M/A 实验钢在采用卷取连续配分HOP工艺获取的(B+M/A)复相组织中, M/A作为一种重要的组织单元, 其分布状态、尺寸和含量等对管线钢的力学性能变化产生显著影响[7-9, 17]。在不同卷取温度下, 实验钢在贝氏体板条间和原奥氏体的晶界处分布着形态各异的M/A。在SEM下, M/A岛为亮白色, 呈块状或粒状, 如图5所示。在TEM下, M/A呈黑色块状、条状和薄膜状等多种形态[10, 14], 如图10所示。

图11是卷取温度为440℃时M/A的明场、暗场像及其选区电子衍射图。经观察和测定, 在卷取连续配分中形成的M/A尺寸通常小于2 mm, 有利于实验钢强塑性的提高。

在(B+M/A)复相组织中, 贝氏体的强度主要影响屈服强度, 而抗拉强度既取决于贝氏体强度值, 又与M/A的特性有关。在外加应力作用下, 由于晶粒取向不同, 与应力取向小的软相贝氏体晶粒先滑移, 并随后开动相邻晶粒中的位错源或使不动位错变为可动位错, 产生变形初期的屈服延伸。当位错遇到硬相M/A时, 软相处产生的应力集中达到硬相形变所需应力, 硬相发生屈服, 并使得软相应力集中得到释放, 推迟颈缩的形成, 提高了材料的承载能力。因

表3 不同卷取温度下贝氏体的体积分数

Table 3 The bainite content of the experimental steel at different coiling temperature (%)

Coiling Temperature/℃	380	410	440	470	500
Content of Bainite /%	88.2	86.6	85.8	84.8	83.9

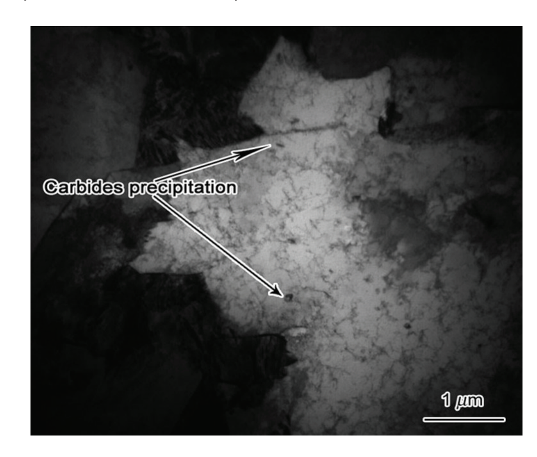


图9 卷取温度470℃下碳化物的析出

Fig.9 TEM image of carbides precipitation at coiling temperature of 470℃

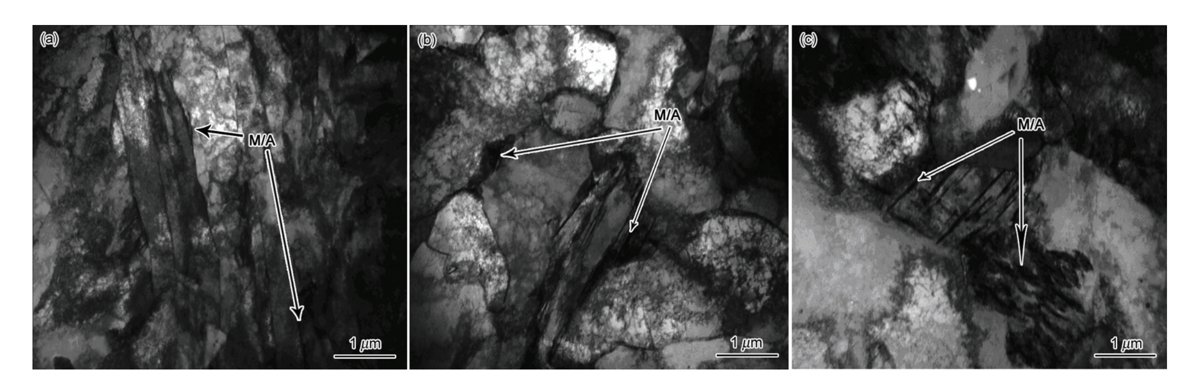


图10 典型卷取温度下的M/A形态

Fig.10 TEM images of M/A at typical coiling temperature, (a) 380℃, (b) 440℃, (c) 500℃

此, M/A作为硬相分布于基体, 使得材料的流变应力增大, 即使在高的应变作用下, 材料仍会发生持续变形, 使瞬时 n 值保持在较高水平。同时断裂前的相对变形量增加, 提高了实验钢的均匀伸长率[15-18]。

在不同卷取温度配分处理时, 实验钢中M/A组元的体积含量发生变化。图12所示为实验钢M/A组元体积含量的测定结果, 随着卷取温度的上升, M/A组元体积含量增加。研究表明[1-9, 17], 当M/A的体积分数大于5%时, 钢材的屈强比降低, 具有良好的变形性能。

2.4.3 残余奥氏体　在卷取连续HOP工艺中, 卷取温度作为加速冷却的终冷温度和初始配分温度, 对M/A中的残余奥氏体含量起着控制作用。根据在线卷取配分的原理及工艺参数控制, 可使管线钢保持一定量的残余奥氏体以提高材料的塑性。

图13−15为不同卷取温度下残余奥氏体的TEM明场、暗场像及其衍射谱。在低温卷取过程中, 加速冷却的终冷温度较低, 所形成的贝氏体较多, 未转变的奥氏体较少。同时, 初始配分温度较低, 在连续配分过程中, 从贝氏体扩散至奥氏体的碳有限, 奥氏体的稳定性较低。因而低温卷取最终获得的残余奥氏体少, 多以薄膜状分布于贝氏体板条间(图13)。随卷取温度的增加, 初始配分温度较高, 配分时间加长, 碳原子扩散速度增加, 贝氏体中更多的碳可充分扩散至未转变奥氏体中, 提高了奥氏体的稳定性, 从而残余奥氏体含量增加, 板条间的残余奥氏体宽度增加(图14)。当卷取温度足够高时, 加速冷却的终冷温度和初始配分温度较高, 所形成的贝氏体较少, 同时贝氏体基体析出碳化物, 致使没有足够的碳扩

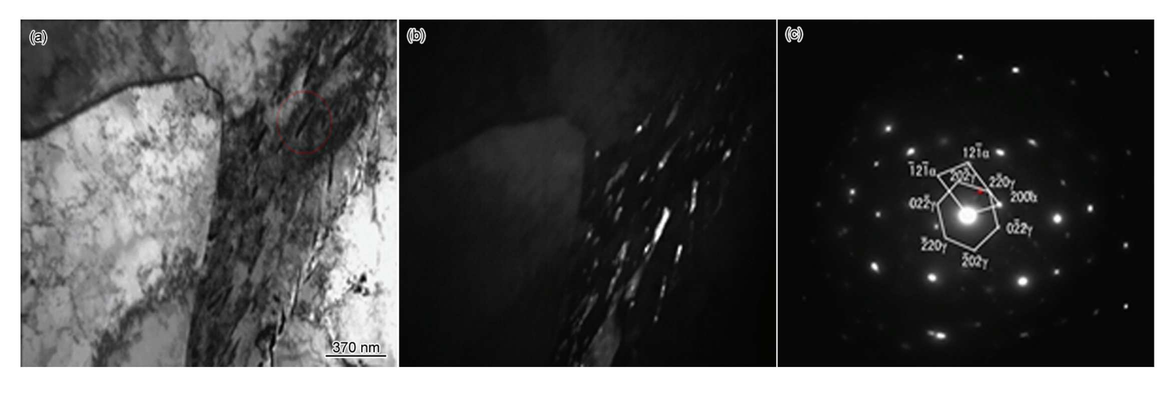


图11 卷取温度为440℃时M/A组元的明场、暗场像及电子衍射谱

Fig.11 Bright-field and dark-field images (a, b) and electron diffraction pattern (c) of M/A constituent at coiling temperature of 440℃

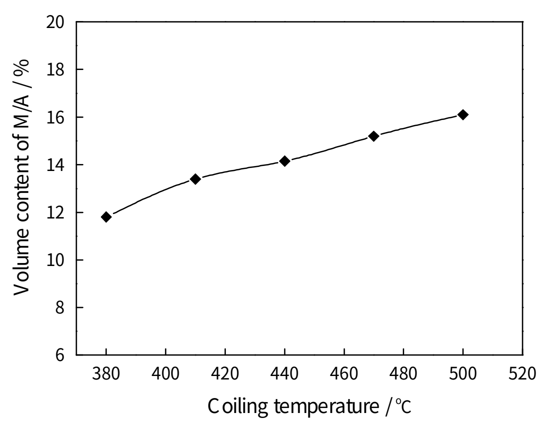


图12 不同卷取温度下M/A含量

Fig.12 M/A content of X80 steel at different coiling temperatures

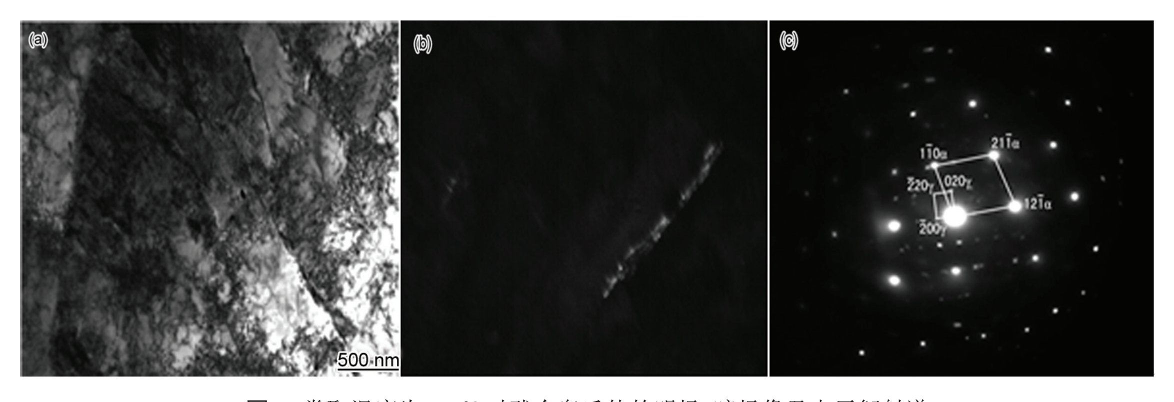


图13 卷取温度为380℃时残余奥氏体的明场、暗场像及电子衍射谱

Fig.13 Bright-field and dark-field images (a, b) and electron diffraction pattern (c) of residual austenite at coiling temperature of 380℃

散至奥氏体，此时残余奥氏体的量减少(图15)。

为进一步获得残余奥氏体的定量分析结果，对实验钢中的残余奥氏体进行了XRD分析。图16a为不同卷曲温度下(B+M/A)X80管线钢的残余奥氏体典型衍射峰，不同卷取温度下残余奥氏体含量变化曲线如图16b。结果表明，随卷取温度升高，残余奥氏体含量先增加后减少，呈峰值分布，与TEM的观察结果一致。

在(B+M/A)管线钢中，残余奥氏体对材料的塑性有重要的影响。奥氏体为面心立方结构，具有12个易滑移系，在变形时可以开动多个滑移系同基体一起变形，起到协调基体各晶粒变形的作用，从而导致塑性的改善。分布在贝氏体板条间的残余奥氏体可以分隔贝氏体领域，起到细化有效晶粒与阻碍裂纹扩展的作用。同时，随外加应力的增加，因残余奥氏体发生马氏体相变而产生相变诱发塑性，从而改

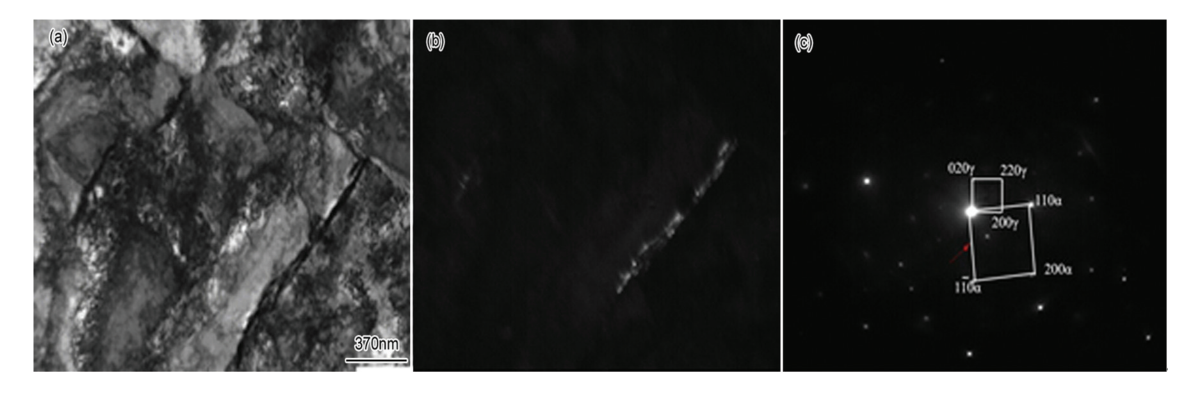


图14 卷取温度为440℃时残余奥氏体的明场、暗场像及电子衍射谱

Fig.14 Bright-field and dark-field images (a, b) and electron diffraction pattern (c) of residual austenite at coiling temperature of 440℃

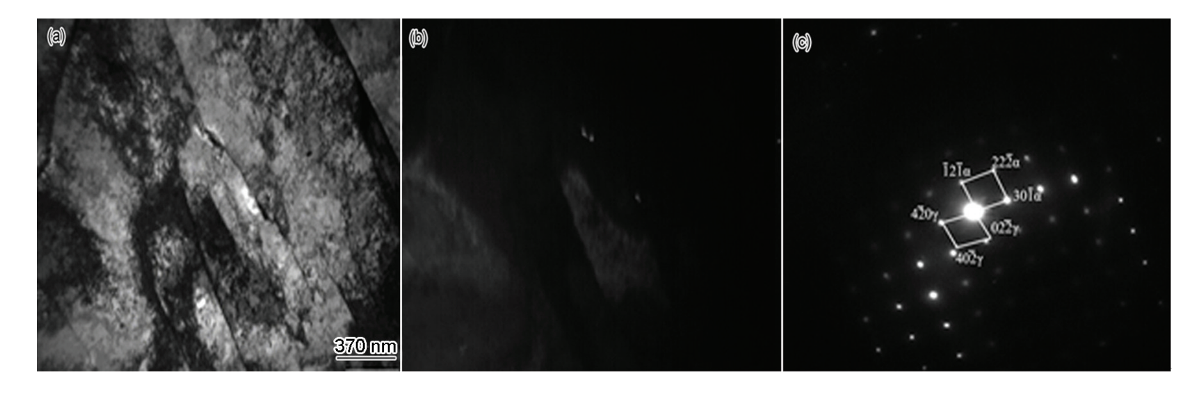


图15 卷取温度为500℃时残余奥氏体的明场、暗场像及电子衍射谱

Fig.15 Bright-field and dark-field images (a, b) and electron diffraction pattern (c) of residual austenite at coiling temperature of 500℃

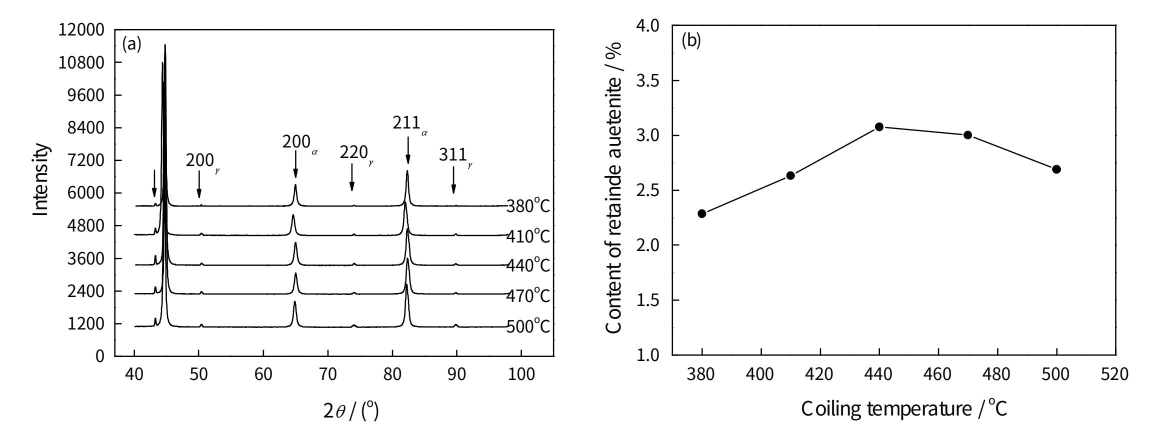


图16 X80在不同卷取温度下残余奥氏体的衍射谱及含量变化曲线

Fig.16 XRD spectra (a) and content change curve (b) of retained austenite of X80 at different coiling temperatures

善材料的塑性[16, 19, 20]。残余奥氏体对塑性的增强作用随着残余奥氏体含量的增加而增强。经不同卷取温度配分处理后, 实验钢中残余奥氏体量随卷取温度的升高先上升后下降, 呈峰值分布。残余奥氏体的这种变化规律与图3实验钢塑性的变化趋势较为一致。

3 结 论

1. 通过卷取连续HOP处理, 实验钢X80获取了(B+M/A)复相组织。

2. 随着卷取温度的升高, 实验钢抗拉强度和屈服强度逐渐降低, 断后伸长率和均匀伸长率呈现逐渐增大的趋势。当卷取温度较高时, 抗拉强度有所上升, 断后伸长率有所减小。

3. 随卷取温度的升高, 贝氏体的含量和位错密度减小, 残余奥氏体含量增加, 导致材料强度降低和塑性增加。

4. 当卷取温度较高时, 碳化物析出和残余奥氏体量减少可导致实验钢强度增加和塑性减小。

5. 在不同卷取温度下, 实验钢有低的屈强比、高的均匀伸长率和和高的形变强化指数, 符合大变形管线钢的技术要求。

参 考 文 献

1 Nobuyuki Ishikawa, Mitsuhiro Okatsu, Ryuji Muraoka, Joe Kondo, Material development and strain capacity of grade X100 high strain linepipe produced by heat treatment online process, in: Proceedings of IPC2008 7th International Pipeline Conference, edited by ASME (Calgary, Alberta, Canada, 2008) p.1-8

2 Nobuyuki Ishikaka, Mitsuhiro Okatau, Shigeru Endo, Joe Kondo, Design concept and production of high deformability linepipe, in: *Proceedings of IPC2006 6th International Pipeline Conference*, edited by ASME (Calgary, Alberta, Canada, 2006) p.2.

3 Toyohisa Shinmiya, Nobuyuki Ishikawa, Mitsuhiro Okatsu, Shigeru Endo, Nobuo Shikanai, Joe Kondo, Development of high deformability linepipe with resistance to strain-aged hardening by heat, in: *Proceedings of the Sixteenth International Offshore and Polar Engineering Conference*, edited by the International Society of Offshore and Polar Engineers(ISOPE) (Lisbon, Portugal, 2007), p.2963

4 Mitsuhiro Okatsu, Toyohisa Shinmiya, Nobuyuki Ishikawa, Shigeru Endo, Joe kondo, Development of high strength linepipe with excellent deformability, in: *ASME 2005 24th International Conference on Offshore Mechanics and Arctic Engineering* (Halkidiki, Greece, 2006) p.170-176

5 Ryuji Muraoka, Joe Kondo, Production of grade X80 high strain linepipes for seismic region application, in: *Proceedings of the 8th International Pipeline Conference* (Calgary, Alberta, Canada, 2010) p. 56

6 Nobuyuki Ishikawa, Mitsuhiro Okatsu, Mass production and installation of X100 linepipe for strain-based design application, in: *Proceedings of IPC2008 7th International Pipeline Conference* (Calgary, Alberta, Canada, 2010) p. 64

7 G. A. Thomas J. G. Speer , D. K. Matlock, Quenched and partitioned microstructures produced via Gleeble simulations of hot-strip mill cooling practices, Metallurgical and Materials Transactions A, 42A, 3652(2011)

8 G. John, E. Speer, D.E. Moor, K.O. Findley, D.K. Matlock, B.C. DE. Cooman, D.V. Edmonds, Analysis of microstructure evolution in quenching and partitioning automotive sheet steel, Metallurgical and Materials Transactions A, 42A, 3591(2011)

9 GAO Huilin, ZHANG Xiaoyong, Research and development of large deformability pipeline steels, Welded Pipe and Tube, **37**(4), 14 (2014)
(高惠临, 张骁勇, 大变形管线钢的研究和开发, 焊管, **37**(4), 14 (2014))

10 M. J. Santofimia, L. Zhao, J. Sietsma, Microstructural evolution of a low-carbon steel during application of quenching and partitioning heat treatments after partial austenitization, Metallurgical and Materials Transactions A, **40**, 46(2009)

11 WANG Jianjun, JIAO Guipeng, LIU Yandong, LIU Chunming, Influence of quenching and partitioning process on microstructure and properties of a C-Si-Mn steel, Transactions of Materials and Heat Treatment, **34**(3), 105(2013)
(王建军, 焦贵鹏, 刘沿东, 刘春明, Q&P热处理工艺对C-Si-Mn钢组织性能的影响, 材料热处理学报, **34**(3), 105(2013))

12 GAO Huilin, *Pipeline and Pipeline Steel* (Beijing, China Petrochemical Press, 2012) p.8
(高惠临, 管线钢与管线钢管 (北京, 中国石化出版社, 2012)p.8)

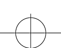
13 FENG Yaorong, GAO Huilin, HUO Chunyong, *Analysis and Identification of Microstructure of Pipeline Steel* (Xi'an, Shaanxi Science and Technology Press, 2012) p.25-110
(冯耀荣, 高惠临, 霍春勇, 管线钢显微组织的分析与鉴别 (西安, 陕西科技出版社, 2008)p. 25-110)

14 YU Qingbo, SUN Ying, NI Hongxin, ZHANG Kaifeng, Effect of different bainitic microstructures on the mechanical properties of low-carbon steel, Journal of Mechanical Engineering, **45**(12), 286 (2009)
(于庆波, 孙 莹, 倪宏昕, 张凯峰, 不同类型的贝氏体组织对低碳钢力学性能的影响, 机械工程学报, **45**(12), 286(2009))

15 SHANG Chengjia, YANG Shanwu, WANG Xuemin, HOU Huaxing, YU Gongli, WANG Wenzhong, Microstructure and mechanical properties of low carbon bainitic steel, Iron and Steel, **40**(4), 59 (2005)
(尚成嘉, 杨善武, 王学敏, 侯华兴, 于功利, 王文仲, 低碳贝氏体钢的组织类型及其对性能的影响, 钢铁, **40**(4), 59(2005))

16 HAO Shiying, GAO Huilin, YAN Kaijuan, ZHANG Xiaoyong, JI Lingkang, LI Weiwei, Microstructure and mechanical properties of X80 pipeline steel with excellent deformability, Journal of Materials Engineering, (3), 65(2012)
(郝世英, 高惠临, 闫凯鹃, 张骁勇, 吉玲康, 李为卫, 一种大变形管线钢的组织-性能分析, 材料工程, (3), 65(2012))

17 TONG Ke, ZHUANG Chuanjing, LIU Qiang, HAN Xinli, ZHU Lixia, HE Xiaodong, Microstructure characteristics of M/A islands in high grade pipeline steel and its effect on mechanical properties, Materials for Mechanical Engineering, **35**(2), 4(2011)



(仝 珂, 庄传晶, 刘 强, 韩新利, 朱丽霞, 何晓东, 高钢级管线钢中M/A岛的微观特征及其对力学性能的影响, 机械工程材料, **35**(2), 4(2011))

18 ZENG Ming, HU Shuiping, ZHAO Zhengzhi, JIANG Haitao, WANG Zhe, Effects of process parameters on martensite-austenite island and mechanical properties of pipeline steel X100, Materials for Mechanical Engineering, **35**(12), 29(2011)
(曾 明, 胡水平, 赵征志 江海涛, 王 哲, 工艺参数对X100管线钢中M-A岛和力学性能的影响, 机械工程材料, **35**(12), 29(2011))

19 REN Yongqiang, SHANG Chengjia, ZHANG Hongwei, YUAN Shengfu, CHEN Erhu, Effect of retained austenite on toughness and plasticity of 0.23C-1.9Mn-1.6Si steel, Chinese Journal of Materials Research, **28**(4), 274(2014)
(任勇强, 尚成嘉, 张宏伟, 袁胜福, 陈二虎, 0.23C-1.9Mn-1.6Si钢中的残余奥氏体对韧塑性的影响, 材料研究学报, **28**(4), 274(2014))

20 WANG Ying, ZHANG Ke, GUO Zhenghong, CHEN Nailu, RONG Yonghua, A new effect of retained austenite on ductility enhancement of low carbon Q-P-T Steel, Acta Metallurgical Sinica, **48**(6), 641(2012)
(王 颖, 张 柯, 郭正洪, 陈乃录, 戎咏华, 残余奥氏体增强低碳Q-P-T钢塑形的新效应, 金属学报, **48**(6), 641(2012))

